



(12) Japanese Unexamined Patent Application Publication

(11) Publication No. 10-214716

(43) Publication Date: August 11, 1998

(21) Application No. 9-14247

(22) Application Date: January 28, 1997

(71) Applicant: 000005049

Sharp Co., Ltd. 5-11-3, 22-2, Nagaike-cho, Abeno-ku,
Osaka-shi, Osaka

(72) Inventor: Haruhiko Deguchi

c/o Sharp Co., Ltd. 5-11-3, 22-2, Nagaike-cho, Abeno-ku,
Osaka-shi, Osaka

(72) Inventor: Masashi Doshima

c/o Sharp Co., Ltd. 5-11-3, 22-2, Nagaike-cho, Abeno-ku,
Osaka-shi, Osaka

(72) Inventor: Tomohisa Senda

c/o Sharp Co., Ltd. 5-11-3, 22-2, Nagaike-cho, Abeno-ku,
Osaka-shi, Osaka

(74) Agent: Patent Attorney, Kenzo Hara

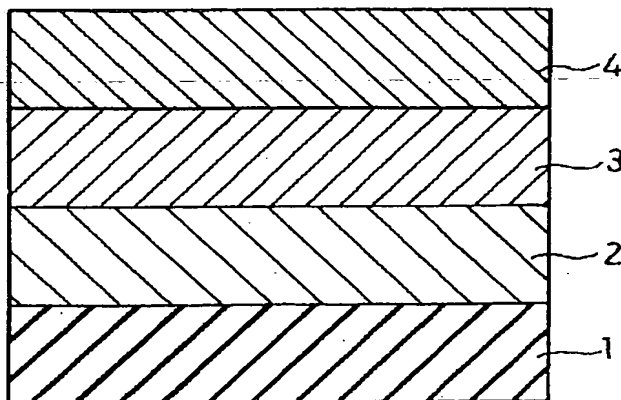
Continued on the last page

(54) [Title of the Invention] EXCHANGE COUPLING FILM,
METHOD OF PRODUCING THE SAME AND MAGNETORESISTIVE
ELEMENT USING THE SAME

(57) [Abstract]

[Object] To enable the achievement of high thermal stability and a high exchange coupling magnetic field.

[Solving Means] An exchange coupling film includes a ferromagnetic layer 3, and an antiferromagnetic layer 4 made of a MnPt alloy and formed adjacent to the ferromagnetic layer 3, wherein the ferromagnetic layer 3 has a fcc structure with (111) orientation, and a laminated film of the antiferromagnetic layer 3 and the ferromagnetic layer 4 is heat-treated for increasing an exchange coupling magnetic field. Since a (111) plane which is a closest-packed plane of the lattice of the ferromagnetic layer 3 is oriented at the interface with the antiferromagnetic layer 4, the antiferromagnetic order of the antiferromagnetic layer 4 is improved by heat treatment to increase the exchange coupling magnetic field.



[Claims]

[Claim 1] An exchange coupling film comprising a ferromagnetic film, and an antiferromagnetic film formed adjacent to the ferromagnetic film so that the magnetization direction of the ferromagnetic film is pinned by exchange coupling between the ferromagnetic film and the antiferromagnetic film;

wherein the antiferromagnetic film is made of a MnPt alloy;

the ferromagnetic film has a fcc structure with (111) orientation; and

a laminated film of the antiferromagnetic film and the ferromagnetic film is heat-treated for increasing an exchange coupling magnetic field.

[Claim 2] An exchange coupling film according to Claim 1, wherein the Pt composition ratio of the MnPt alloy constituting the antiferromagnetic film is 32 to 50 atomic %.

[Claim 3] A method of producing an exchange coupling film comprising a ferromagnetic film, and an antiferromagnetic film formed adjacent to the ferromagnetic film so that the magnetization direction of the ferromagnetic film is pinned by exchange coupling between the ferromagnetic film and the antiferromagnetic film, the method comprising:

depositing the ferromagnetic film to have a fcc structure with (111) orientation, depositing the

antiferromagnetic film made of a MnPt alloy on the ferromagnetic layer, and heat-treating a laminated film of the ferromagnetic film and the antiferromagnetic film for increasing an exchange coupling magnetic field.

[Claim 4] A method of producing an exchange coupling film according to Claim 3, further comprising forming an underlying film for improving the (111) orientation of the ferromagnetic film before depositing the ferromagnetic film having a fcc structure with (111) orientation, and then forming the ferromagnetic film on the underlying film.

[Claim 5] A magnetoresistive element comprising:

an exchange coupling film according to Claim 1 or 2, or an exchange coupling film produced by the method of producing an exchange coupling film according to Claim 3 or 4;

a metallic nonmagnetic layer formed adjacent to a ferromagnetic layer of the exchange coupling film, and a second ferromagnetic film formed adjacent to the metallic nonmagnetic layer so that the magnetization direction freely rotates;

wherein a magnetoresistive effect is exhibited according to the angle formed by the magnetization directions of the ferromagnetic film of the exchange coupling film and the second ferromagnetic film.

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Technical Field of the Invention] The present invention relates to an exchange coupling film which is used for a magnetoresistive element used for a magnetic recording reproducing head or a magnetic sensor, and which has a structure comprising a lamination of a ferromagnetic film and an antiferromagnetic film, and a method of producing the exchange coupling film and a magnetoresistive element using the exchange coupling film.

[0002]

[Description of the Related Arts] In a magnetic recording apparatus such as a magnetic disk, a magnetic tape device, or the like, a magnetic head such as a recording head, a reproducing head or the like is required to have high performance with increases in the recording density of a medium and miniaturization thereof.

[0003] Namely, a material having a high saturation magnetic flux density is required for the recording head with increases in the coercive force of a magnetic recording medium. On the other hand, development of a device which can realize high reproducing sensitivity is expected for the reproducing head with increases in the recording density of a medium. Although the reproducing head detects a leakage magnetic flux from the medium to reproduce a signal, the leakage magnetic flux from the medium decreases as the

recording density of the medium increases. The reproducing head having high reproducing sensitivity can reproduce a signal with a small leakage magnetic flux. The reproducing sensitivity means the level of a voltage signal obtained with the same magnetic flux.

[0004] The relative velocity of the reproducing head to the medium decreases with miniaturization of the medium, and thus a conventional induction type head in which reproduced output is proportional to the relative velocity is hard to use. Therefore, a MR (magnetoresistive effect) head utilizing a magnetoresistive effect which is not affected by the relative velocity is used.

[0005] The MR head has higher reproducing sensitivity than the induction type head, and is suitable for a medium with a higher recording density. Conventional known materials exhibiting the magnetoresistive effect include magnetic thin films comprising a NiFe alloy, a NiCo alloy, and the like.

[0006] The reproducing sensitivity of the MR head increases as the magnetic field sensitivity increases and the rate of change in resistance increases. Assuming that the resistance value with no external magnetic field is R_0 , and the resistance value with an external magnetic field is R_h , the rate of change in resistance r is represented by the following equation:

$$r = |R_h - R_0|/R_0$$

The rate of change in resistance of the NiFe alloy is about 2 to 3%, and that of the NiCo alloy is about 6% at maximum.

[0007] The magnetoresistive effect is due to a spin orbit interaction, and the rate of change in resistance depends upon the angle formed by the direction of a measuring current and the magnetization direction of a magnetic thin film. Therefore, the magnetoresistive effect is referred to as an anisotropic magnetoresistive effect (AMR).

[0008] In recent years, a phenomenon referred to as a giant magnetoresistive effect (GMR) in which the magnetoresistive effect is exhibited by a different expression mechanism from the AMR has been found, and has attracted attention. An example of a structure exhibiting GMR is an artificial lattice multilayer film comprising several tens layers including magnetic layers and nonmagnetic layers which are alternately laminated. In this artificial lattice multilayer film, scattering of conduction electrons when the magnetization directions of the magnetic layers provided on and below each of the nonmagnetic layers are antiparallel (180° different) is different from that when the magnetization directions are parallel, thereby exhibiting a change in resistance.

[0009] With the low external magnetic field applied to the artificial lattice multilayer film, the magnetization directions of the magnetic layers are antiparallel to each

other due to the exchange interaction between the magnetic layers. At this time, the resistance of the artificial lattice multilayer film is maximum. This is due to the fact that scattering of conduction electrons at each of the interfaces between the magnetic layers and the nonmagnetic layers is increased. On the other hand, when the external magnetic field applied to the artificial lattice multilayer film is increased to overcome the exchange interaction, the magnetization directions of the magnetic layers are parallel to each other in the direction of the external magnetic field, thereby decreasing the resistance value. This is due to the fact that with the magnetization directions of the magnetic layers oriented in parallel to each other, scattering of conduction electrons at the interfaces between the magnetic layers and the nonmagnetic layers is decreased. The rate of change in resistance of the artificial lattice multilayer film during the relative change of the magnetization directions of the magnetic layers between the antiparallel state and the parallel state is higher than the AMR by ten times or more. Particularly, with a Co/Cu multilayer film which is a material system exhibiting the maximum change in resistance at present, a rate of change in resistance of 60% or more is obtained at room temperature. [0010] Although a high rate of change in resistance can be obtained by such an artificial lattice multilayer film, an

external magnetic field of several hundreds Oe to several KOe is required for making the magnetization directions of the magnetic layers parallel to each other. This is because the exchange interaction is used for realizing the antiparallel magnetization directions with no magnetic field to strongly couple the magnetic layers with each other, and thus the parallel magnetization directions must be realized by cutting off the exchange interaction. Therefore, with a weak external magnetic field, the resistance does not change, and thus the artificial lattice multilayer film cannot be brought into practical use for a magnetic recording head because of its low magnetic field sensitivity.

[0011] Therefore, a spin valve film which is a GMR film having high magnetic field sensitivity attracts attention. The spin valve film has the four-layer thin film structure, antiferromagnetic layer/ferromagnetic layer/nonmagnetic layer/ferromagnetic layer. In the spin valve film, magnetization of the ferromagnetic layer in contact with the antiferromagnetic layer is pinned in a direction by the exchange interaction with the antiferromagnetic layer. The magnetization direction of the other ferromagnetic layer which is separated from the ferromagnetic layer having the pinned magnetization direction by the nonmagnetic layer is not pinned to freely rotate with the external magnetic field. By using a thin film of a NiFe alloy having high soft

magnetism for the ferromagnetic layer having the magnetization direction freely rotating, the magnetic field sensitivity can be improved to form a most practical structure at present.

[0012] The film comprising the antiferromagnetic layer and the ferromagnetic layer having magnetization which is pinned by the exchange interaction with the antiferromagnetic layer is referred to as an "exchange coupling film" hereinafter. The ferromagnetic layer having the pinned magnetization direction is referred to as the "pinned layer", and the ferromagnetic layer provided so that the magnetization direction freely rotates with the external magnetic field is referred to as the "free layer".

[0013] There are various reports of the antiferromagnetic layer of the above spin valve film, which pins the magnetization direction of the ferromagnetic layer, and known examples of antiferromagnetic materials include a FeMn alloy, NiO, and the like.

[0014] However, in use of the FeMn alloy, the exchange coupling magnetic field decreases with increases in temperature, and the exchange coupling magnetic field disappears at about 150°C. Namely, the FeMn alloy loses its antiferromagnetic property at about 150°C. This temperature is referred to as a "blocking temperature" (T_b). In this way, the FeMn alloy has a blocking temperature of as low as

about 150°C, and the exchange coupling magnetic field decreases with increases in temperature. Therefore, in use of the exchange coupling film comprising the FeMn alloy for the magnetoresistive element, the operation temperature must be kept low.

[0015] Furthermore, in the exchange coupling film comprising the FeMn alloy, the exchange coupling magnetic field is significantly decreased by a temperature rise-temperature drop process (heat history). Therefore, in manufacturing the magnetoresistive element by using the exchange coupling film comprising the FeMn alloy, the manufacturing process temperature must be controlled to a low temperature. This causes deterioration in structural reliability of the magnetoresistive element. Also, the FeMn alloy has low resistance to corrosion and is thus rapidly corroded in exposure to the air containing moisture to lose its initial function.

[0016] On the other hand, NiO is an oxide, and thus has excellent corrosion resistance. Also, the exchange coupling film comprising NiO has a high blocking temperature of 200°C higher than that of the FeMn alloy. However, the exchange coupling magnetic field is smaller than that of the FeMn alloy, and it significantly decreases at a temperature of about 100°C. Therefore, the use of the exchange coupling film of NiO for the magnetoresistive element has a problem.

[0017] For the above-described reasons, it is difficult to manufacture the magnetoresistive element having excellent magnetic properties and structural reliability by using the exchange coupling film comprising the antiferromagnetic layer made of the FeMn alloy or NiO.

[0018] Therefore, research has been carried out for obtaining an excellent exchange coupling film by using a Mn alloy as a material for the antiferromagnetic layer.

Japanese Unexamined Patent Application Publication No. 6-314617 discloses an example in which 25 to 76 atomic % of Cu, Ru, Rh, Re, Ag, Au, Or or Ir, 25 to 60 atomic % or 65 to 76 atomic % of Pd or Pt is added to Mn for forming the antiferromagnetic layer to improve the corrosion resistance and thermal stability of the antiferromagnetic layer, and the antiferromagnetic layer and a ferromagnetic layer are laminated to form an exchange coupling film.

[0019]

[Problems to be Solved by the Invention] However, in the exchange coupling film comprising the antiferromagnetic layer made of the material containing Mn and Cu, Ru, Rh, Re, Ag, Au, Or, Ir, Pd, Pt, or the like, the corrosion resistance is apparently improved as compared with the exchange coupling film using the FeMn alloy, but the exchange coupling magnetic field is as small as about 20 Oe at maximum. As described above, the magnetoresistive

element comprises the ferromagnetic layer serving as the free layer in which the magnetization direction free rotates with the external magnetic field, the nonmagnetic layer, and the ferromagnetic layer serving as the pinned magnetic layer in which the magnetization direction is pinned in a direction, these layers being provided in this order, so that the magnetoresistive effect is produced according to the angle formed by the magnetization directions of the two ferromagnetic layers. Therefore, when the two ferromagnetic layers have the same magnetic properties, the magnetization directions of the two ferromagnetic layers simultaneously rotate with the external magnetic field to produce no angle in the magnetization directions of both layers, thereby failing to obtain the magnetoresistive effect.

[0020] Therefore, the antiferromagnetic layer is laminated in contact with the ferromagnetic layer serving as the pinned layer so that the magnetization direction of the ferromagnetic layer is pinned in a direction by the exchange coupling magnetic field produced between the ferromagnetic layer and the antiferromagnetic layer to produce an angle between the magnetization directions of the pinned layer and the free layer.

[0021] Therefore, in the exchange coupling film disclosed in the above publication and having an exchange coupling magnetic field of as small as about 20 Oe at maximum, the

magnetization direction of the pinned layer easily rotates with the external magnetic field to fail to stably obtain output from a signal magnetic field, thereby causing difficulties in application to the magnetoresistive element.

[0022]

[Means for Solving the Problems] In order to solve the above problems, in accordance with Claim 1 of the present invention, an exchange coupling film comprises a ferromagnetic film, and an antiferromagnetic film formed adjacent to the ferromagnetic film so that the magnetization direction of the ferromagnetic film is pinned by exchange coupling between the ferromagnetic film and the antiferromagnetic film, wherein the antiferromagnetic film is made of a MnPt alloy, the ferromagnetic film has a fcc structure with (111) orientation, and a laminated film of the antiferromagnetic film and the ferromagnetic film is heat-treated for increasing an exchange coupling magnetic field.

[0023] In accordance with Claim 3 of the present invention, a method of producing an exchange coupling film, which comprises a ferromagnetic film, and an antiferromagnetic film formed adjacent to the ferromagnetic film so that the magnetization direction of the ferromagnetic film is pinned by exchange coupling between the ferromagnetic film and the antiferromagnetic film, comprises depositing the

ferromagnetic film to have a fcc structure with (111) orientation, depositing the antiferromagnetic film made of a MnPt alloy on the ferromagnetic layer, and heat-treating a laminated film of the ferromagnetic film and the antiferromagnetic film for increasing an exchange coupling magnetic field.

[0024] In the constructions of Claim 1 and 3, the ferromagnetic layer has the fcc structure with (111) orientation. Since the closest-packed plane of the fcc structure is the (111) plane, the ferromagnetic film has orientation in which atoms are most arranged in the interface with the antiferromagnetic film, and thus many atoms are exchange-coupled with Mn atoms of the antiferromagnetic film.

[0025] The heat treatment has the function to improve the magnetic order of the Mn atoms of the antiferromagnetic film. Namely, in the antiferromagnetic film before heat treatment, Mn atoms and Pt atoms are arranged disorderly. Therefore, the magnetization directions of the Mn atoms are disordered, and the Mn atoms are less exchange-coupled with the atoms of the ferromagnetic film. However, the heat treatment of the antiferromagnetic film in contact with the ferromagnetic film orders the crystal by rearrangement of the Mn atoms and Pt atoms due to thermal oscillation, thereby promoting antiferromagnetic ordering of the Mn atoms of the

antiferromagnetic film. At the same time, the magnetic moments of the Mn atoms, which are randomly oriented to some extent, rotate due to thermal oscillation at the interface between the antiferromagnetic film and the ferromagnetic film, to be ferromagnetically coupled with the magnetic moments of the NiFe alloy. These two effects increase exchange coupling between the ferromagnetic film and the antiferromagnetic film.

[0026] Therefore, in the exchange coupling film of the present invention, many Mn atoms of the antiferromagnetic film and many atoms of the ferromagnetic film are associated with exchange coupling to obtain a conventional exchange coupling magnetic field of 20 Oe or more.

[0027] The composition ratio of Pt of the MnPt alloy which constitutes the antiferromagnetic film is preferably 32 to 50 atomic %. This permits the achievement of a larger exchange coupling magnetic field than that obtained by an exchange coupling film using a FeMn alloy currently brought into practical use.

[0028] In the producing method, particularly, before deposition the ferromagnetic film having a fcc structure with (111) orientation, an underlying film is preferably formed for improving the (111) orientation of the ferromagnetic film, the ferromagnetic film being formed on the underlying film.

[0029] By forming the ferromagnetic film on the underlying film formed for improving the (111) orientation of the ferromagnetic film, the ferromagnetic film having the fcc structure can be oriented in the (111) direction, and unnecessary reaction can be prevented from occurring between the substrate on which the ferromagnetic film is formed, and the ferromagnetic film during heat treatment.

[0030] The ferromagnetic film of the exchange coupling film and the method of producing the same of the present invention is not limited as long as it has the fcc crystal structure, and for example, a NiFe alloy, a FeCo alloy, and the like can be used.

[0031] The underlying film of the exchange coupling film and the method of producing the same of the present invention is not limited as long as it can improve the orientation of the ferromagnetic film and prevent reaction between the ferromagnetic film and the substrate, and a Ta single layer film, a multilayer film containing Ta, and the like can be used. As the substrate, glass, Si, or the like can be used. Particularly, in use of the Si substrate, Si of the substrate reacts with the ferromagnetic film by heat treatment to easily cause the problem of losing magnetization of the ferromagnetic film. The above-described producing method is thus preferred.

[0032] In accordance with Claim 5 of the present invention,

a magnetoresistive element comprises an exchange coupling film according to Claim 1 or 2, or an exchange coupling film produced by the method of producing an exchange coupling film according to Claim 3 or 4, a metallic nonmagnetic layer formed adjacent to a ferromagnetic layer of the exchange coupling film, and a second ferromagnetic film formed adjacent to the metallic nonmagnetic layer so that the magnetization direction freely rotates, wherein a magnetoresistive effect is exhibited according to the angle formed by the magnetization directions of the ferromagnetic film of the exchange coupling film and the second ferromagnetic film.

[0033] In the magnetoresistive element, (111) orientation of the ferromagnetic layer is increased by an underlying layer through the ferromagnetic layer and the metallic nonmagnetic layer.

[0034] The magnetoresistive element comprises the exchange coupling film, and is not damaged by the heat history of heating and cooling in a manufacturing process. In a magnetic recording reproducing system into which the element is incorporated, there is no effect of the disturbance magnetic field applied to the element, an environmental change such as a change in atmospheric temperature, etc. Therefore, the magnetoresistive element has high reliability.

[0035] As a result, the exchange coupling film of the

present invention can be applied to a magnetoresistive element used in a magnetic recording reproducing head, a magnetic sensor, or the like.

[0036]

[Embodiment] An embodiment of the present invention will be described below with reference to Figs. 1 to 7. As shown in Fig. 1, an exchange coupling film of this embodiment comprises a ferromagnetic layer (ferromagnetic film) 3 having a fcc structure with (111) orientation, and an antiferromagnetic layer (antiferromagnetic film) 4 made of a MnPt alloy, both of which are laminated in turn on a glass or Si substrate 1 with an underlying layer (underlying film) 2 provided therebetween. The ferromagnetic layer 3 and the antiferromagnetic layer 4 are heat-treated at a predetermined temperature in order to increase an exchange coupling magnetic field in the laminated state.

[0037] The ferromagnetic layer 3 comprises a ferromagnetic material having a fcc structure crystal structure with (111) orientation, and thus the exchange coupling magnetic field can be increased. Namely, the closest-packed plane of the fcc structure is the (111) plane, and thus the ferromagnetic layer 3 has (111) orientation in which most of atoms are arranged in the interface with the antiferromagnetic layer 4, thereby increasing the number of the atoms associated with interaction with the Mn atoms of the antiferromagnetic layer

4. The material of the ferromagnetic layer 3 is not limited as long as it has the fcc crystal structure, and a NiFe alloy, a CoFe alloy, and the like can be used.

[0038] The antiferromagnetic layer 4 is made of a MnPt alloy and functions to pin the magnetization direction of the ferromagnetic layer 3 by the exchange coupling magnetic field produced between the antiferromagnetic layer 4 and the adjacent ferromagnetic layer 3. The underlying layer 2 is provided for improving orientation of the ferromagnetic layer 3 having the fcc structure in the (111) direction, and is not limited as long as it improves orientation of the ferromagnetic layer 3 having the fcc structure in the (111) direction. A Ta single layer film, and a multilayer film containing Ta can be used.

[0039] It was confirmed by experiment that deposition of the NiFe alloy on a crystalline substrate easily causes (111) orientation, while deposition on an amorphous substrate causes no orientation. It is also thought that deposition of the NiFe alloy on a Ta base having substantially the same lattice constant as the NiFe alloy causes high (111) orientation.

[0040] The underlying layer 2 also has the function to prevent reaction between the substrate 1 and the ferromagnetic layer 3 during the heat treatment.

[0041] The heat treatment performed after the ferromagnetic

layer 3 and the antiferromagnetic layer 4 are laminated has the function to improve magnetic order of the Mn atoms of the antiferromagnetic layer 4. Namely, in the antiferromagnetic layer 4 before the heat treatment, the Mn atoms and Pt atoms are disorderly arranged, and thus the magnetization directions of the Mn atoms are also disordered, thereby decreasing the number of the Mn atoms associated with exchange coupling with the atoms of the ferromagnetic layer 3. However, heat treatment of the antiferromagnetic layer 4 in contact with the ferromagnetic layer 3 orders the crystal structure of the antiferromagnetic layer 4 due to thermal oscillation, thereby promoting antiferromagnetic ordering of the Mn atoms. At the same time, the magnetic moments of the Mn atoms, which are randomly oriented to some extent, rotate due to thermal oscillation at the interface between the antiferromagnetic film 4 and the ferromagnetic film 3, to be ferromagnetically coupled with the magnetic moments of the NiFe alloy. These two effects increase exchange coupling between the ferromagnetic film 3 and the antiferromagnetic film 4.

[0042] Although the heat treatment temperature may be a temperature at which the exchange coupling magnetic field is improved, the exchange coupling magnetic field of the laminated film of the ferromagnetic layer 3 having (111) orientation and the antiferromagnetic layer 4 made of the

MnPt alloy increases at a temperature of about 200°C or more. The exchange coupling magnetic field increases as the treatment temperature increases, but the upper limit of the treatment temperature must be set in consideration of the problems of deterioration in the magnetic properties of the ferromagnetic layer 3, and diffusion of the atoms at the interface between the antiferromagnetic layer 4 and the ferromagnetic layer 3, which are caused by increasing the temperature. With the exchange coupling film having the above-described structure, a conventional exchange coupling magnetic field of 20 Oe or more can be obtained.

[0043] Furthermore, the blocking temperature is higher than the blocking temperatures (150°C and 200°C) of conventional exchange coupling films comprising the antiferromagnetic layers 4 respectively made of the FeMn alloy and NiO, exhibiting high thermal stability.

[0044] The Pt composition ratio of the MnPt alloy is preferably 32 to 50 atomic %. With such a composition ratio, a larger exchange coupling magnetic field can be obtained, as compared with the exchange coupling magnetic field obtained with an exchange coupling film made of FeMn currently brought into practical use. For example, when the Pt composition ratio of the MnPt alloy of the antiferromagnetic layer 4 is set in the above range, an exchange coupling magnetic field of 50 Oe or more and 330 Oe

or more at 200°C and 270°C, respectively.

[0045] Although the thickness of the antiferromagnetic layer 4 is not limited as long as it exhibits the antiferromagnetic property, the thickness is preferably as large as possible in order to obtain a high exchange coupling magnetic field.

[0046] By using the construction of the above exchange coupling film, a magnetoresistive element can be obtained, in which a second ferromagnetic layer (second ferromagnetic film) 11 serving as a free layer in which the magnetization direction freely rotates, and a metallic nonmagnetic layer 12 are formed in turn on a substrate 1 with an underlying layer 2 provided therebetween, the ferromagnetic layer 3 of the above exchange coupling film is formed as the pinned layer on the nonmagnetic layer 12, and an antiferromagnetic layer 4 and a protecting layer 13 are formed in turn on the ferromagnetic layer 3. Then, heat treatment is performed at a predetermined temperature so that the magnetoresistive effect can be exhibited according to the angle formed by the magnetization directions of the second ferromagnetic layer 11 and the ferromagnetic layer 3. In this magnetoresistive element, the (111) orientation of the ferromagnetic layer 3 is increased by the underlying layer 2 through the second ferromagnetic layer 11 and the metallic nonmagnetic layer 12.

[0047] The thus-obtained magnetoresistive element is not

damaged by the heat history of heating and cooling in the manufacturing process, and not affected by the disturbance magnetic field applied to the element and an environmental change such as a change in atmospheric temperature in a magnetic recording reproducing system in which the element is incorporated, thereby obtaining high reliability.

[0048] Examples of this embodiment will be described below.

[0049] (Example 1) A first example of the present invention will be described with reference to Figs. 1 to 3. Samples #1 and #2 and Comparative samples #1 and #2 of exchange coupling films used in this example are described below with reference to Fig. 1.

[0050] Sample #1 was formed by laminating an underling layer 2 of Ta, a ferromagnetic layer 3 made of a NiFe alloy, and an antiferromagnetic layer 4 made of a MnPt alloy having a Pt composition ratio of 48 atomic % on a glass substrate 1.

[0051] Comparative Sample #1 was formed by laminating a ferromagnetic layer 3 made of a NiFe alloy, and an antiferromagnetic layer 4 made of a MnPt alloy having a Pt composition ratio of 48 atomic % on a glass substrate 1 without using an underling layer 2.

[0052] Sample #2 was formed by laminating an underling layer 2 of Ta, a ferromagnetic layer 3 made of a NiFe alloy, and an antiferromagnetic layer 4 made of a MnPt alloy having a Pt composition ratio of 48 atomic % on a Si substrate 1.

[0053] Comparative Sample #2 was formed by laminating a ferromagnetic layer 3 made of a NiFe alloy, and an antiferromagnetic layer 4 made of a MnPt alloy having a Pt composition ratio of 48 atomic % on a Si substrate 1 without using an underling layer 2.

[0054] The layers 2 to 4 of Samples #1 and #2 and the layers 3 and 4 of Comparative Samples #1 and #2 were deposited by using a deposition apparatus under the same vacuum after evacuation to 4×10^{-7} Torr or less. The thickness of each of the layers 2 to 4 was the same in Samples #1 and #2 and Comparative Samples #1 and #2.

[0055] The sputtering conditions of each of the layers 2 to 4 were as follows. The underlying layer 2 and the antiferromagnetic layer 4 were deposited to a predetermined thickness by a DC magnetron sputtering process under the conditions including an Ar pressure of 5 mTorr, and a power of 641 mW/cm². The antiferromagnetic layer 3 was deposited to a predetermined thickness by a RF conventional sputtering process under the conditions including an Ar pressure of 5 mTorr, a power of 130 mW/cm², and a substrate bias of +50 V.

[0056] Each of Samples #1 and #2 and Comparative Samples #1 and #2 was heat-treated at a temperature of 270°C under a vacuum with a magnetic field of 300 Oe applied thereto, and then subjected to measurement of magnetization and X-ray diffraction (XRD). Figs. 2(a) and (c) show the data of

magnetization measurement of Samples #1 and #2, and Figs. 3(a) and (c) show the XRD results of Samples #1 and #2, respectively. Figs. 2(b) and (d) show the data of magnetization measurement of Comparative Samples #1 and #2, and Figs. 3(b) and (d) show the XRD results of Comparative Samples #1 and #2, respectively. Although not shown in the figures, Samples #1 and #2 and Comparative Samples #1 and #2 showed no exchange coupling magnetic field before heat treatment.

[0057] As shown in Figs. 2(a) to (c), a shift due to exchange coupling is observed in a magnetization curve of each of Samples #1 and #2 and Comparative Sample #1. This indicates that an exchange coupling magnetic field (H_{ex}) occurs, while the exchange coupling magnetic field was not observed before heat treatment. Particularly, in Samples #1 and #2 each comprising the underlying layer 2, the shift is significant. In Comparative Sample #2, a flat magnetization curve is obtained, showing disappearance of magnetization. In this measurement, the amount of shift from zero magnetic field in a magnetization curve was considered as an exchange coupling magnetic field.

[0058] As shown in Figs. 3(a), (b) and (d), in Samples #1 and #2 and Comparative Sample #2, a (111) peak of the NiFe alloy appears, showing (111) orientation of the ferromagnetic layer 3. On the other hand, in Comparative

Sample #1, as shown in Fig. 3(b), only a weak (111) peak of the MnPt alloy is observed, and a (111) peak of the NiFe alloy is not observed, showing no (111) orientation of the ferromagnetic layer 3. These results are summarized in Table 1.

[0059]

[Table 1]

Sample	Substrate	Underlying layer	Exchange coupling magnetic field (Oe)	(111) peak intensity of NiFe alloy (IPS)
Sample #1	Glass	Ta	340	200
Comparative Sample #1	Glass	No	82	0
Sample #2	Si	Ta	200	120
Comparative Sample #2	Si	No	0	100

[0060] The results indicate that in Samples #1 and #2, the ferromagnetic layer 3 has (111) orientation, and thus a high exchange coupling magnetic field is obtained. The possible reason why Comparative Sample #1 has a low exchange coupling magnetic field is that the ferromagnetic layer 3 has no (111) orientation due to the absence of the underlying layer 2.

[0061] On the other hand, in Comparative Sample #2, the ferromagnetic layer 3 has (111) orientation, but the

magnetization curve becomes flat, showing disappearance of magnetization of the ferromagnetic layer 3. This is possibly due to the fact that Si of the substrate 1 reacts with the NiFe alloy of the ferromagnetic layer 3 to lose magnetization of the NiFe alloy.

[0062] Therefore, the underlying layer 2 is said to function to cause (111) orientation of the ferromagnetic layer 3 made of the NiFe alloy, and function as an anti-diffusion layer for preventing reaction between the Si substrate 1 and the ferromagnetic layer 3 of the NiFe alloy.

[0063] It can thus be said that as in Samples #1 and #2, an exchange coupling film having a high exchange coupling magnetic field can be obtained by depositing an underlying layer of Ta.

[0064] (Example 2) A second example of the present invention will be described below with reference to Figs. 1 and 4. An exchange coupling film used in this example comprised an underlying layer 2 made of Ta of 200 Å, a ferromagnetic layer 3 made of a NiFe alloy of 100 Å, and an antiferromagnetic layer 4 made of a MnPt alloy of 200 Å, which were laminated on a glass substrate 1 as shown in Fig. 1. In this example, the Pt composition ratio of the MnPt alloy constituting the antiferromagnetic layer 4 was changed to various values in the range of 32 to 50 atomic %. The deposition conditions of each of the layers 2 to 4 were the

same as Example 1.

[0065] Each of the exchange coupling film was heat-treated at each of temperatures of 200°C, 230°C, 250°C and 270°C in a magnetic field of 300 Oe under a vacuum for 12 hours to measure an exchange coupling magnetic field. The results are shown in Fig. 4. Fig. 4 shows the tendency that the Pt composition ratio at the maximum exchange coupling magnetic field decreases as the heat treatment temperature increases, and the maximum value increases as the heat treatment temperature increases.

[0066] Fig. 4 indicates that with an exchange coupling film comprising the antiferromagnetic layer 4 having a Pt composition ratio of 45 to 48 atomic %, a high exchange coupling magnetic field equivalent to that of an exchange coupling film comprising an antiferromagnetic layer of a FeMn alloy can be obtained even when the heat treatment temperature is relatively as low as 200°C, and that a high exchange coupling magnetic field of about 170 to 200 Oe can be obtained with a heat treatment temperature of 230°C.

[0067] With heat treatment at 250°C or more, an exchange coupling magnetic field is obtained within a wide composition range of the antiferromagnetic layer 4 in which the Pt composition ratio is 32 to 50 atomic %. Particularly, a high exchange coupling magnetic field can be obtained in the composition range of 45 to 48 atomic %.

[0068] (Example 3) A third example of the present invention will be described below with reference to Figs. 1 and 5. An exchange coupling film used in this example comprised an underlying layer 2 made of Ta of 200 Å, a ferromagnetic layer 3 made of a NiFe alloy of 100 Å, and an antiferromagnetic layer 4 made of a MnPt alloy of 1000 Å, which were laminated on a glass substrate 1 as shown in Fig. 1. In this example, the Pt composition ratio of the MnPt alloy constituting the antiferromagnetic layer 4 was changed to various values in the range of 32 to 50 atomic %. The deposition conditions of each of the layers 2 to 4 were the same as Example 1.

[0069] Each of the exchange coupling film was heat-treated at each of temperatures of 200°C, 230°C, 250°C and 270°C in a magnetic field of 300 Oe under a vacuum for 12 hours to measure an exchange coupling magnetic field. The results are shown in Fig. 5.

[0070] Each of the exchange coupling films has the tendency that the exchange coupling magnetic field highly depends upon the Pt composition ratio, and a sharp peak is observed near 48 atomic %. Therefore, the Pt composition region in which a high exchange coupling magnetic field is obtained is narrower than those of the exchange coupling films shown in Example 2. However, the maximum exchange coupling magnetic field at Pt 48 atomic % is a high value, and particularly, a

high exchange coupling magnetic field is obtained even with a low heat treatment temperature.

[0071] As described above a higher exchange coupling magnetic field can be obtained by increasing the thickness of the antiferromagnetic layer 4.

[0072] (Example 4) A fourth example of the present invention will be described below with reference to Figs. 1 and 6. This example is an example of measurement of the blocking temperature of an exchange coupling film of the present invention. An exchange coupling film used in this example comprised an underlying layer 2 made of Ta of 200 Å, a ferromagnetic layer 3 made of a NiFe alloy of 100 Å, and an antiferromagnetic layer 4 made of a MnPt alloy of 1000 Å having a Pt composition ratio of 48 atomic %, which were laminated on a glass substrate 1 as shown in Fig. 1. The deposition conditions of each of the layers 2 to 4 were the same as Example 1.

[0073] Each of the exchange coupling film was heat-treated at a temperatures of 270°C in an external magnetic field of 300 Oe under a vacuum, and the dependency of an exchange coupling magnetic field on atmospheric temperature was measured in an atmosphere in which the temperature was increased to 350°C. The results are shown in Fig. 6.

[0074] The exchange coupling magnetic field increases up to 130°C, and decreases from 200°C. The exchange coupling

magnetic field decreases monotonously as the temperature further increases, and then disappears at 350°C. Namely, the blocking temperature of the exchange coupling film is 350°C.

[0075] In consideration of the blocking temperatures of 150°C and 200°C of conventional exchange coupling films respectively comprising ferromagnetic layers made of a FeMn alloy and NiO, the exchange coupling film of the present invention is found to exhibit high thermal stability.

[0076] In this example, the Pt composition ratio of the antiferromagnetic layer 4 of the exchange coupling film was changed to various values in the range of 32 to 50 atomic %, and the heat treatment temperature was changed to various values in the range of 200°C to 270°C to measure the dependency of the exchange coupling magnetic field on atmospheric temperature in the same manner as described above. As a result, it was confirmed that the exchange coupling films have high blocking temperatures. Also, as a result of the same measurement as described above with the antiferromagnetic layer 4 having a thickness of 200 Å, it was confirmed that the exchange coupling films have high blocking temperatures.

[0077] (Example 5) A fifth example of the present invention will be described below with reference to Fig. 7. A magnetoresistive element was manufactured by using an

exchange coupling film comprising an antiferromagnetic layer 4 made of a MnPt alloy having a Pt composition ratio of 47 atomic % at which a sufficient exchange coupling magnetic field was obtained in Example 2.

[0078] The magnetoresistive element comprised an underlying layer 2 made of Ta of 50 Å, a second ferromagnetic layer 11 made of a NiFe alloy of 100 Å, a metallic nonmagnetic layer 12 made of Cu of 20 Å, a ferromagnetic layer 3 made of a NiFe alloy of 100 Å, an antiferromagnetic layer 4 made of a MnPt alloy of 200 Å having a Pt composition ratio of 47 atomic %, and a protecting layer 13 made of Ta of 200 Å, which were laminated in turn on a glass substrate 1 in a magnetic field, as shown in Fig. 7. After deposition, heat treatment was performed at 250°C for 12 hours in a vacuum with a magnetic field of 300 Oe applied.

[0079] As a result of measurement of the magnetoresistive effect of the thus-obtained magnetoresistive element with an external magnetic field applied thereto, good values of a rate of change in resistance of 4.5% and a magnetic field sensitivity of 0.7 %/Oe were obtained.

[0080] As described above, by using an exchange coupling film of the present invention, a magnetoresistive element exhibiting an excellent rate of change in resistance and magnetic field sensitivity can be manufactured.

[0081]

[Advantages] As described above, an exchange coupling film according to Claim 1 of the present invention comprises the antiferromagnetic film made of a MnPt alloy, and the ferromagnetic film having a fcc structure with (111) orientation, wherein a laminated film of the antiferromagnetic film and the ferromagnetic film is heat-treated for increasing an exchange coupling magnetic field.

[0082] Therefore, many Mn atoms of the antiferromagnetic layer and many atoms of the ferromagnetic layer are associated with exchange coupling, exhibiting the effect of obtaining an exchange coupling magnetic field of 20 Oe or more.

[0083] In an exchange coupling film according to Claim 2, the Pt composition ratio of the MnPt alloy constituting the antiferromagnetic film in the construction of Claim 1 is 32 to 50 atomic %.

[0084] Therefore, the exchange coupling film exhibits the effect of obtaining a larger exchange coupling magnetic field than that obtained by an exchange coupling film using a FeMn alloy currently brought into practical use.

[0085] A method of producing an exchange coupling film according to Claim 3 comprises depositing a ferromagnetic film having a fcc structure with (111) orientation, depositing an antiferromagnetic film made of a MnPt alloy, and then heat-treating a laminated film of the ferromagnetic

film and the antiferromagnetic film in order to increase an exchange coupling magnetic field.

[0086] Therefore, many Mn atoms of the antiferromagnetic layer and many atoms of the ferromagnetic layer are associated with exchange coupling, exhibiting the effect of obtaining an exchange coupling film having an exchange coupling magnetic field of 20 Oe or more.

[0087] In a method of producing an exchange coupling film according to Claim 4, the construction of Claim 3 further comprises forming an underlying film for increasing orientation of the ferromagnetic film in the (111) direction before depositing the ferromagnetic film having a fcc structure with (111) orientation, and then forming the ferromagnetic layer on the underlying film.

[0088] Therefore, the method exhibits the effect of orienting the ferromagnetic film having a fcc structure in the (111) direction, and preventing unnecessary reaction between a substrate on which the ferromagnetic film is formed, and the ferromagnetic film during heat treatment.

[0089] A magnetoresistive element according to Claim 5 comprises an exchange coupling film according to Claim 1 or 2, or an exchange coupling film produced by the method of producing an exchange coupling film according to Claim 3 or 4, a metallic nonmagnetic layer formed adjacent to the ferromagnetic film of the exchange coupling film, and a

second ferromagnetic film formed adjacent to the metallic nonmagnetic layer so that the magnetization direction thereof freely rotates, wherein a magnetoresistive effect is exhibited according to the angle formed by the magnetization directions of the ferromagnetic film and the second ferromagnetic film.

[0090] There is thus the effect of obtaining a magnetoresistive element which is not damaged by the heat history of heating and cooling in the manufacturing process. In a magnetic recording reproducing system in which the element is incorporated, the element is not affected by the external magnetic field applied thereto, and an environmental change such as a change in atmospheric temperature. Therefore, a magnetoresistive element having high reliability can be obtained.

[Brief Description of the Drawings]

[Fig. 1] Fig. 1 is a drawing showing the film structure of an exchange coupling film according to an embodiment of the present invention.

[Fig. 2] Figs. 2(a) and (c) are graphs showing magnetization curves of exchange coupling films of Samples #1 and #2, respectively, and Figs. 2(b) and (d) are graphs showing magnetization curves of exchange coupling films of Comparative Samples #1 and #2, respectively.

[Fig. 3] Figs. 3(a) and (c) are charts showing the results

of X-ray diffraction measurement of exchange coupling films of Samples #1 and #2, respectively, and Figs. 3(b) and (d) are charts showing the results of X-ray diffraction measurement of exchange coupling films of Comparative Samples #1 and #2, respectively.

[Fig. 4] Fig. 4 is a graph showing the Pt composition ratio dependency of the exchange coupling magnetic field of an exchange coupling film using an antiferromagnetic layer having a thickness of 200 Å.

[Fig. 5] Fig. 5 is a graph showing the Pt composition ratio dependency of the exchange coupling magnetic field of an exchange coupling film using an antiferromagnetic layer having a thickness of 1000 Å.

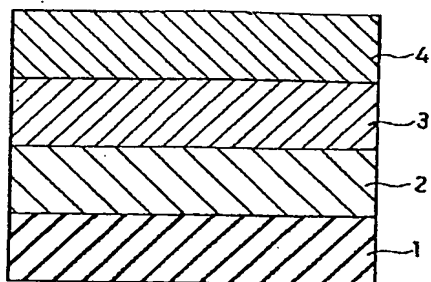
[Fig. 6] Fig. 6 is a graph showing the dependency of the exchange coupling magnetic field of the exchange coupling film on atmospheric temperature.

[Fig. 7] Fig. 7 is a drawing showing the construction of a magnetoresistive element using the exchange coupling film.

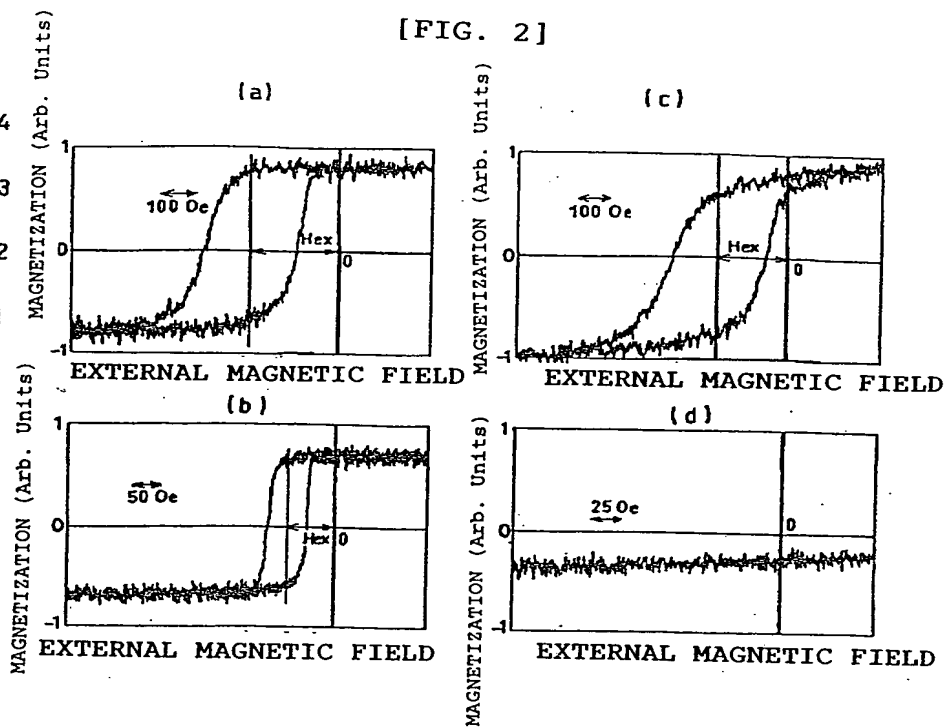
[Reference Numerals]

- 1 substrate
- 2 underlying layer (underlying film)
- 3 ferromagnetic layer (ferromagnetic film)
- 4 antiferromagnetic layer (antiferromagnetic film)
- 11 second ferromagnetic layer (second ferromagnetic film)
- 12 metallic nonmagnetic layer

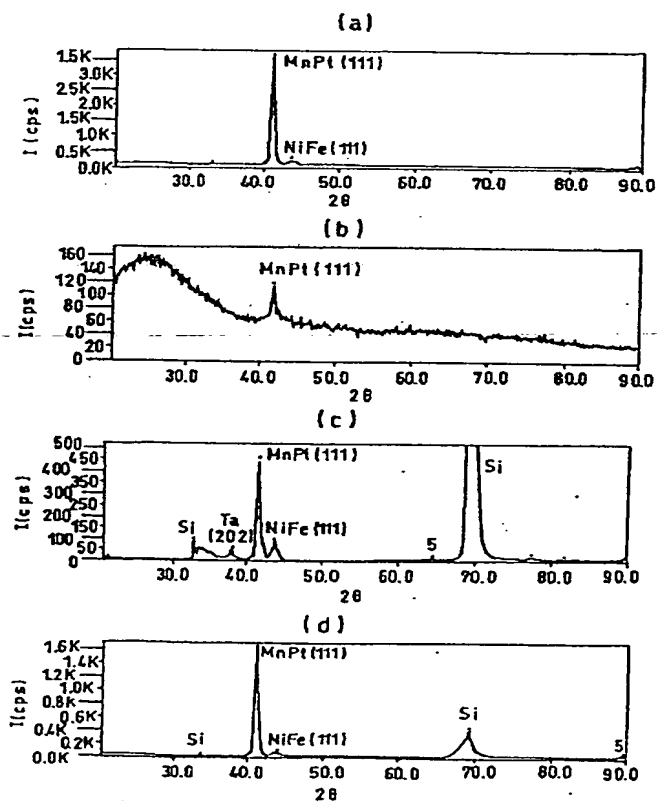
[FIG. 1]



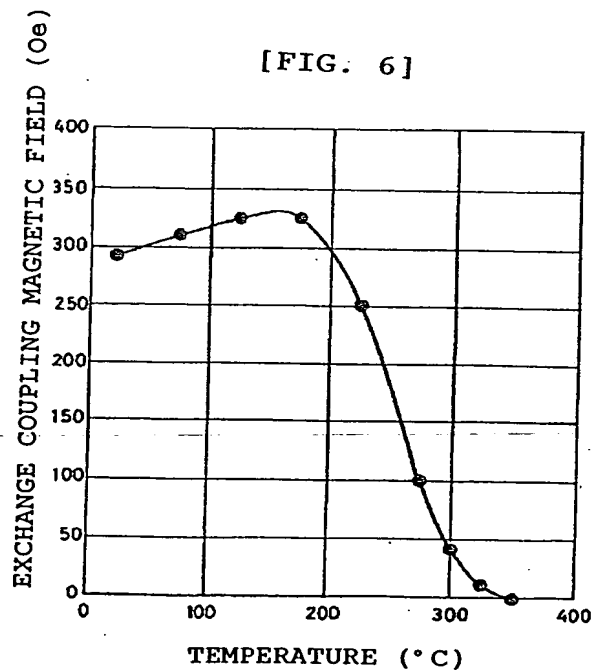
[FIG. 2]



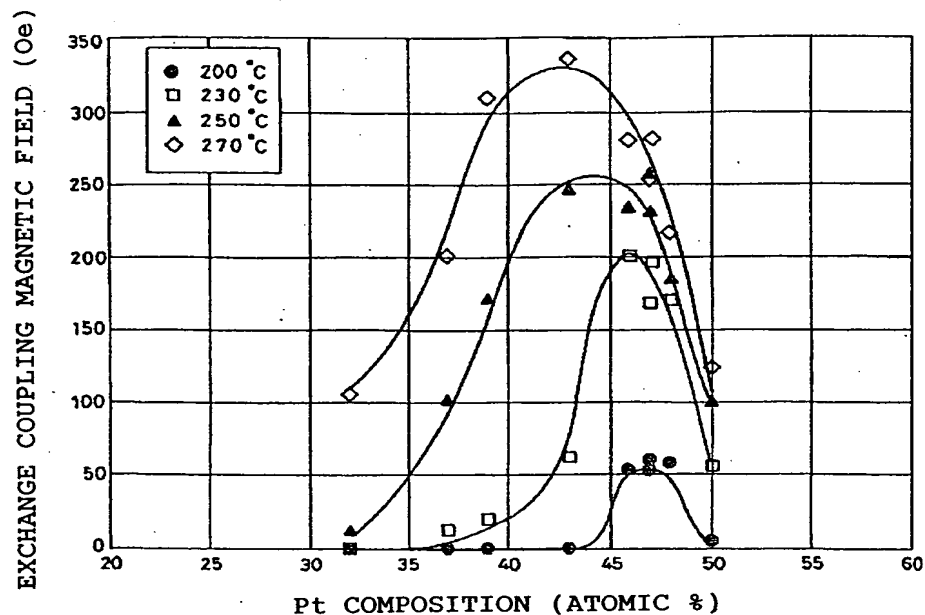
[FIG. 3]



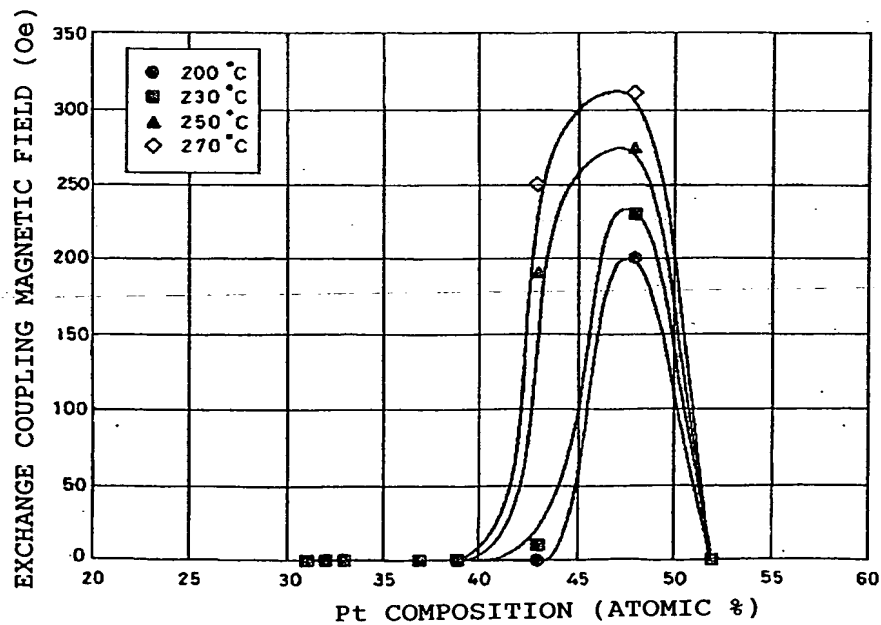
[FIG. 6]



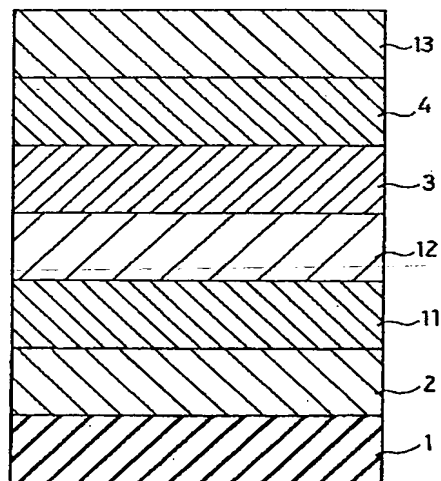
[FIG. 4]



[FIG. 5]



[FIG. 7]



Continued from the front page

(72) Inventor: Keiya Nakamura

c/o Sharp Co., Ltd. 5-11-3, 22-2, Nagaike-cho, Abeno-ku,
Osaka-shi, Osaka

(72) Inventor: Toru Kira

c/o Sharp Co., Ltd. 5-11-3, 22-2, Nagaike-cho, Abeno-ku,
Osaka-shi, Osaka

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平10-214716

(43)公開日 平成10年(1998) 8月11日

(51)Int.Cl.⁸

識別記号

F I

H 0 1 F 10/00

H 0 1 F 10/00

G 1 1 B 5/39

G 1 1 B 5/39

H 0 1 F 41/22

H 0 1 F 41/22

H 0 1 L 43/08

H 0 1 L 43/08

Z

審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 10 頁)

(21)出願番号

特願平9-14247

(22)出願日

平成9年(1997) 1月28日

(71)出願人 000005049

シャープ株式会社

大阪府大阪市阿倍野区長池町22番22号

(72)発明者 出口 治彦

大阪府大阪市阿倍野区長池町22番22号 シ

ャープ株式会社内

(72)発明者 道嶋 正司

大阪府大阪市阿倍野区長池町22番22号 シ

ャープ株式会社内

(72)発明者 藤田 智久

大阪府大阪市阿倍野区長池町22番22号 シ

ャープ株式会社内

(74)代理人 弁理士 原 謙三

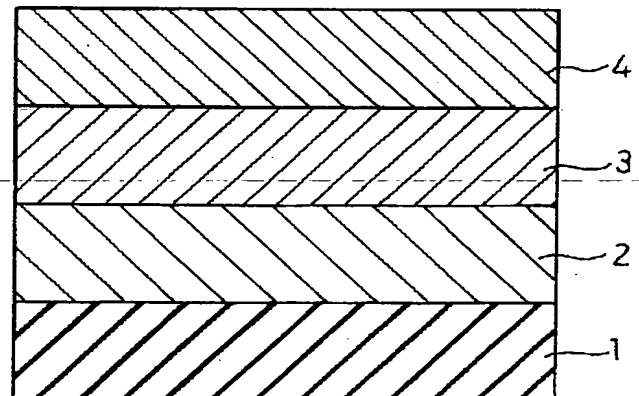
最終頁に続く

(54)【発明の名称】 交換結合膜およびその製造方法並びにそれを用いた磁気抵抗効果素子

(57)【要約】

【課題】 高い熱安定性と、高い交換結合磁界を得ることを可能とする。

【解決手段】 交換結合膜は、強磁性体層3と、上記強磁性体層3に隣接して形成されたMnPt合金からなる反強磁性体層4とを備え、強磁性体層3の構造がfcc構造で(111)配向しており、強磁性体層3と上記反強磁性体層4との積層膜に対して、交換結合磁界を高めるための熱処理が施されている。強磁性体層3の格子の最密面である(111)面が反強磁性体層4の界面に配列するため、また、熱処理によって反強磁性体層4の反強磁性秩序が向上するので、交換結合磁界が高くなる。



【特許請求の範囲】

【請求項1】強磁性体膜と、該強磁性体膜に隣接して形成された反強磁性体膜とを備え、上記強磁性体膜と上記反強磁性体膜との交換結合により、上記強磁性体膜の磁化の方向が固定されている交換結合膜において、
上記反強磁性体膜がMnPt合金からなると共に、
上記強磁性体膜がfcc構造で(111)配向しており、

かつ、これら反強磁性体膜と強磁性体膜との積層膜には、交換結合磁界を高めるための熱処理が施されていることを特徴とする交換結合膜。

【請求項2】上記反強磁性体膜をなすMnPt合金のPt組成が32～50原子%であることを特徴とする請求項1に記載の交換結合膜。

【請求項3】強磁性体膜と、該強磁性体膜に隣接して形成された反強磁性体膜とを備え、上記強磁性体膜と上記反強磁性体膜との交換結合により、上記強磁性体膜の磁化の方向が固定されている交換結合膜の製造方法において、

fcc構造をとる強磁性体膜を(111)配向させて成膜すると共に、さらにこの上にMnPt合金からなる反強磁性体膜を成膜し、その後、これら強磁性体膜と反強磁性体膜との積層膜に対して、交換結合磁界を高めるための熱処理を施すことを特徴とする交換結合膜の製造方法。

【請求項4】fcc構造をとる強磁性体膜を(111)配向させて成膜する前に、該強磁性体膜の(111)方向への配向性を高める下地膜を形成しておき、該下地膜の上に上記強磁性体膜を形成することを特徴とする請求項3に記載の交換結合膜の製造方法。

【請求項5】請求項1又は2に記載の交換結合膜或いは請求項3又は4に記載の交換結合膜の製造方法によって製造された交換結合膜を備え、

上記交換結合膜における強磁性体膜に隣接して金属非磁性層が形成されると共に、上記金属非磁性層に隣接して磁化の方向が自由に回転する第2の強磁性体膜が形成されており、

上記交換結合膜における強磁性体膜と上記第2の強磁性体膜との磁化の向きのなす角度によって磁気抵抗効果を持つことを特徴とする磁気抵抗効果素子。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、磁気記録用再生ヘッドあるいは磁気センサ等に使用される磁気抵抗効果素子に用いられる、強磁性体膜と反強磁性体膜とを積層した構造の交換結合膜およびその製造方法並びにそれを用いた磁気抵抗効果素子に関するものである。

【0002】

【従来の技術】磁気ディスクや磁気テープ装置などの磁気記録装置においては、媒体の記録密度の増加と小型化

に伴い、記録ヘッドや再生ヘッドなどの磁気ヘッドの高性能化が求められている。

【0003】すなわち、記録ヘッドでは磁気記録媒体の高保磁力化に伴い、飽和磁束密度の大きな材料が求められている。また、再生ヘッドでは、媒体の記録密度の増加に対応して、より高い再生感度を実現できるデバイスの開発が期待されている。再生ヘッドは媒体から漏れる磁束を検知して信号を再生するが、媒体の記録密度が増加すると、媒体からの漏れ磁束が小さくなる。再生ヘッドの再生感度が高ければ、小さな漏れ磁束で再生が可能となる。ここで、再生感度とは同じ磁束に対して得られる電圧信号の高低である。

【0004】また、媒体が小型化すると、再生ヘッドと媒体との相対速度が低下するので、再生出力が相対速度に比例する従来の誘導型ヘッドは使いにくくなる。そこで、相対速度の影響を受けない、磁気抵抗効果を利用したいわゆるMR (magnetoresistive effect)ヘッドが用いられるようになった。

【0005】MRヘッドは誘導型ヘッドより再生感度が高く、高密度化された媒体の再生に適している。磁気抵抗効果を示す材料としては、従来より、NiFe合金やNiCo合金からなる磁性薄膜が知られている。

【0006】MRヘッドの再生感度はその磁場感度が高いほど、また、抵抗変化率が大きいほどよくなる。ここで、抵抗変化率 r は、外部磁場がない場合の抵抗値を R_0 、外部磁場によって変化した抵抗値を R_H とすると、 $r = |R_H - R_0| / R_0$ と表され、NiFe合金では2～3%程度、NiCo合金では最大6%程度である。

【0007】上記の磁気抵抗効果はスピン軌道相互作用に起因し、抵抗変化率は測定電流の方向と磁性薄膜の磁化方向とのなす角度に依存するので、異方性磁気抵抗効果(AMR: anisotropic magnetoresistive effect)と呼ばれている。

【0008】ところで、近年、AMRとは異なる発現機構で磁気抵抗効果を示す、巨大磁気抵抗効果(GMR: giant magnetoresistive effect)と呼ばれる現象が見い出され、注目されている。GMRを示す構造として、例えば、磁性層と非磁性層とを交互に数十層積層した人工格子多層膜があり、この人工格子多層膜は、非磁性層を介して上下に配置された各磁性層の磁化が反平行(向きが180°異なる)の場合と平行の場合とで伝導電子の散乱が大きく異なるために抵抗変化が現れるものである。

【0009】人工格子多層膜に印可される外部磁場が低い場合、各磁性層の磁化は、磁性層間の交換相互作用によって反平行になっている。このとき、人工格子多層膜の抵抗は最大になる。これは、磁性層と非磁性層との境界で、伝導電子の散乱が大きくなるためである。一方、人工格子多層膜に印加される外部磁場が上記交換相互作用

用を打ち破る程に強くなると、各磁性層の磁化は外部磁場の向きに揃って互いに平行になり、抵抗値が下がる。これは、各磁性層の磁化が互いに平行な状態では、磁性層と非磁性層との境界での伝導電子の散乱が減少するためである。各磁性層の磁化の向きが反平行状態と平行状態に相対的に変化する間の人工格子多層膜の抵抗変化率は、AMRに比較して一桁以上大きく、なかでも現在最大の抵抗変化を示す材料系であるCo/Cu多層膜では、常温においても60%以上の抵抗変化率が得られている。

【0010】しかしながら、このような人工格子多層膜では、得られる抵抗変化率は非常に大きいものの、各磁性層の磁化を互いに平行にするためには、数100Oeから数KOeの外部磁場が必要となる。これは、無磁場で磁化の反平行状態を実現するために交換相互作用を用いているため、磁性層間の結合が非常に強く、この交換相互作用を断ち切って磁化の平行状態を実現しなければならないからである。このため、微弱な外部磁場では抵抗変化は起こらず、人工格子多層膜を磁気記録用のヘッドとして用いるには磁場感度が悪すぎて非実用的である。

【0011】そこで、磁場感度の高いGMR膜であるスピニバルブ膜が注目されている。スピニバルブ膜は、反強磁性体層/強磁性体層/非磁性体層/強磁性体層の4層薄膜構造を有している。スピニバルブ膜では、反強磁性体層との交換相互作用により、反強磁性体層と接する強磁性体層の磁化が一方に固定されている。この磁化方向が固定された強磁性体層とは非磁性体層で分離されている、もう一方の強磁性体層の磁化は、決まった磁化方向をとらず外部磁場に対して自由に回転するようになっている。この自由に磁化方向が回転する方の強磁性体層にNiFe合金などのソフト性の高い薄膜を用いることで磁場感度の向上が図れ、現在最も実用的な構造と言える。

【0012】なお、以下、反強磁性体層と、この反強磁性体層との交換相互作用によって磁化を固定される強磁性体層とからなる膜を交換結合膜とする。また、磁化の方向が固定される強磁性体層をピン層と称する一方、外部磁場にて磁化の方向が自由に回転するよう設けられる強磁性体層をフリー層と称する。

【0013】上記のようなスピニバルブ膜の、強磁性体層の磁化を固定する反強磁性体層については様々な報告がなされており、反強磁性材料としてFeMn合金やNiOを用いる例が従来よりよく知られている。

【0014】しかしながら、FeMn合金を用いたものでは、交換結合磁界は温度の上昇とともに減少し、約150℃で交換結合磁界は消失してしまう。すなわち約150℃でFeMn合金は反強磁性を失う。この温度をブロッキング温度(T_b)とよんでいる。このようにFeMn合金ではブロッキング温度が約150℃と低く、ま

た、交換結合磁界が温度の上昇と共に単調に減少するため、FeMn合金を用いた交換結合膜を磁気抵抗効果素子に応用した際、その使用温度を低温に維持しておく必要がある。

【0015】また、このFeMn合金を用いた交換結合膜は、昇温降温プロセス(熱履歴)によって交換結合磁界が大幅に減少する。このため、FeMn合金を用いた交換結合膜を用いて磁気抵抗効果素子を製造する際、その製造プロセス温度を低温に制御する必要がある。このことは磁気抵抗効果素子の構造的な信頼性低下の原因につながる。また、このFeMn合金は腐食に弱く、水分を含む空气中にさらしておくくと急速に錆びてしまい、本来の機能を失ってしまう。

【0016】一方、NiOは酸化物であるため、その耐食性は非常に優れたものである。また、NiOを用いた交換結合膜のブロッキング温度も、200℃とFeMn合金より高い。ところが、その交換結合磁界はFeMn合金に比べて小さい上に、100℃程度の温度になると大きく減少してしまう。従って、これを磁気抵抗効果素子に用いるには問題がある。

【0017】上記の理由により、これらFeMn合金やNiOを反強磁性体層に用いた交換結合膜を応用して、磁気特性や構造的な信頼性が優れた磁気抵抗効果素子を製造することは困難である。

【0018】そこで、反強磁性体層の材料にMnの合金を用いることによって、優れた交換結合膜を得るための検討が行われており、特開平6-314617号公報には、反強磁性体層としてMnにCu, Ru, Rh, Re, Ag, Au, Os, Irを25~76原子%添加、あるいはPd, Ptを25~60原子%または65~76原子%添加したものを用いることによって、反強磁性体層の耐食性と熱的安定性を向上させ、それを強磁性体層と積層することによって交換結合膜を形成する例が開示されている。

【0019】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、上記公報に開示されている、MnにCu, Ru, Rh; Re, Ag, Au, Os, Ir, Pd, Pt等を添加した材料を反強磁性体層に用いた交換結合膜では、耐食性は確かにFeMn合金を用いた交換結合膜より向上しているが、交換結合磁界が小さく、最大でも200e程でしかない。前述したように、磁気抵抗効果素子とは、外部磁場に応じて磁化の方向が回転するフリー層の強磁性体層と、非磁性層と、磁化の方向が一方に固定されたピン層の強磁性体層とがこの順に配置され、二つの強磁性体層の磁化の向きのなす角度によって磁気抵抗効果が生じるものである。したがって、このとき二つの強磁性体層の磁気特性が同様のものであると、外部磁場によって二つの強磁性体層の磁化が同時に回転してしまい、両者の磁化の向きに角度が生じず、磁気抵抗効果が得られな

い。

【0020】このため、ピン層となるべき強磁性体層に接して反強磁性体層を積層し、強磁性体層と反強磁性体層との間で生じる交換結合磁界によって強磁性体層の磁化を一方向に固定し、ピン層とフリー層との磁化の方向に角度を持たせるようにしている。

【0021】したがって、上記公報に記載されている、最大でも200e程度の小さな交換結合磁界の交換結合膜では、外部磁場によって容易にピン層の磁化が回転してしまい、信号磁界からの出力を安定して得られなくなり、磁気抵抗効果素子に応用することは困難である。

【0022】

【課題を解決するための手段】上記の課題を解決するために、本発明の請求項1に記載の交換結合膜は、強磁性体膜と、該強磁性体膜に隣接して形成された反強磁性体膜とを備え、上記強磁性体膜と上記反強磁性体膜との交換結合により、上記強磁性体膜の磁化の方向が固定されている交換結合膜において、上記反強磁性体膜がMnPt合金からなると共に、上記強磁性体膜がfcc構造で(111)配向しており、かつ、これら反強磁性体膜と強磁性体膜との積層膜には、交換結合磁界を高めるための熱処理が施されていることを特徴としている。

【0023】また、本発明の請求項3に記載の交換結合膜の製造方法は、強磁性体膜と、該強磁性体膜に隣接して形成された反強磁性体膜とを備え、上記強磁性体膜と上記反強磁性体膜との交換結合により、上記強磁性体膜の磁化の方向が固定されている交換結合膜の製造方法において、fcc構造をとる強磁性体膜を(111)配向させて成膜すると共に、さらにこの上にMnPt合金からなる反強磁性体膜を成膜し、その後、これら強磁性体膜と反強磁性体膜との積層膜に対して、交換結合磁界を高めるための熱処理を施すことを特徴としている。

【0024】請求項1および請求項3の構成では、強磁性体膜の構造がfcc構造で(111)配向している。fcc構造の最密面は(111)面であるため、強磁性体膜は、反強磁性体膜との界面に最も多くの原子が配列している配向になり、反強磁性体膜のMn原子と交換結合する原子が多くなっている。

【0025】また、上記熱処理は、反強磁性体膜のMn原子の磁気秩序を向上させる働きをする。すなわち、熱処理前の反強磁性体膜では、Mn原子とPt原子とが無秩序に配列している。このため、Mn原子のもつ磁化の向きが無秩序になっており、強磁性体膜の原子と交換結合するMn原子は少ない。ところが、反強磁性体膜を強磁性体膜と接合した状態で熱処理を行うと、熱振動によるMn原子とPt原子の再配列によって結晶が規則化し、反強磁性体膜のMn原子の反強磁性秩序化が促進される。同時に、反強磁性体膜と強磁性体膜との界面では、ある程度ランダムに向いていたMn原子の磁気モーメントが熱振動によって回転し、NiFe合金の磁気モ

メントと強磁性的に結合する。これら二つの効果により、強磁性体膜と反強磁性体膜との交換結合が増大するのである。

【0026】従って、本発明の交換結合膜では、交換結合にかかる反強磁性体膜のMn原子と強磁性体膜の原子が多いので、従来の200e以上の交換結合磁界を得ることができる。

【0027】ここで、上記反強磁性体膜をなすMnPt合金のPtの組成比は32～50原子%であることが好ましい。これによって、現在実用に供されているFeMn合金を用いた交換結合膜にて得られる交換結合磁界よりも大きな交換結合磁界を得ることができる。

【0028】また、上記の製造方法においては、特に、fcc構造をとる強磁性体膜を(111)配向させて成膜する前に、該強磁性体膜の(111)方向への配向性を高める下地膜を形成しておき、該下地膜の上に上記強磁性体膜を形成することが好ましい。

【0029】このように、強磁性体膜の(111)方向への配向性を高める下地層を形成してから強磁性体膜を成膜することで、fcc構造を持つ強磁性体膜の配向を(111)配向にそろえ、かつ、熱処理の際に、強磁性体膜が形成される基板と該強磁性体膜との間で起こる不要な反応を防止できる。

【0030】なお、本発明の交換結合膜とその製造方法とにおける強磁性体膜は、結晶構造がfcc構造であれば特に限定されないが、例えばNiFe合金、FeCo合金等が挙げられる。

【0031】また、本発明の交換結合膜とその製造方法における下地層は、強磁性体膜の配向性を高めると共に強磁性体膜と基板との反応を防ぐものであれば特に限定されないが、Taの単層膜やTaを含む積層膜等が挙げられる。また、基板には、ガラスやSi等が用いられ、特にSi基板を用いた場合、熱処理によって基板のSiと強磁性体膜とが反応し、強磁性体膜の磁化が失われるといった事態を招来し易いので、このような製造方法が特に好ましい。

【0032】本発明の請求項5に記載の磁気抵抗効果素子は、請求項1又は2に記載の交換結合膜或いは請求項3又は4に記載の交換結合膜の製造方法によって製造された交換結合膜を備え、上記交換結合膜における強磁性体膜に隣接して金属非磁性層が形成されると共に、上記金属非磁性層に隣接して磁化の方向が自由に回転する第2の強磁性体膜が形成されており、上記交換結合膜における強磁性体膜と上記第2の強磁性体膜との磁化の向きのなす角度によって磁気抵抗効果を持つことを特徴としている。

【0033】上記のような磁気抵抗効果素子では、強磁性体層は、強磁性体層と金属非磁性層とを通して、下地層によってその(111)配向を高められている。

【0034】この磁気抵抗効果素子は上記の交換結合膜

を用いているので、製造工程における加熱や冷却などの熱履歴によるダメージがない。また、この素子を磁気記録用再生システムに組み込んで使用する際に、素子に印加される外乱磁場や気温等の環境の変化に影響されることがない。従って、信頼性の高い磁気抵抗効果素子を得ることができる。

【0035】この結果、本発明の交換結合膜は、磁気記録用再生ヘッドあるいは磁気センサー等に使用される磁気抵抗効果素子に応用できる。

【0036】

【発明の実施の形態】本発明の実施の一形態について図1ないし図7に基づいて説明すれば、以下の通りである。本実施の形態に係る交換結合膜は、図1に示すように、ガラスまたはSiからなる基板1上に、下地層（下地膜）2を介して、fcc構造で（111）配向されている強磁性体層（強磁性体膜）3と、MnPt合金からなる反強磁性体層（反強磁性体膜）4とが順に積層された構成を有している。そして、これら強磁性体層3と反強磁性体層4とは、積層された状態で交換結合磁界を強めるべく、所定の温度での熱処理が施されている。

【0037】上記強磁性体層3は、結晶構造がfcc構造である強磁性体からなり、（111）配向されているので、交換結合磁界を高めることができる。つまり、fcc構造の最密面は（111）面であるため、（111）配向とすることで、強磁性体層3は、反強磁性体層4との界面に最も多く原子が配列している配向になり、反強磁性体層4のMn原子と相互作用する原子が多くなるためである。強磁性体層3の材料としては、結晶構造がfcc構造である強磁性体であれば、特に限定されるものではないが、NiFe合金や、CoFe合金等が用いられる。

【0038】反強磁性体層4は、MnPt合金からなり、隣接する上記強磁性体層3との間に生じる交換結合磁界により、強磁性体層3の磁化方向を一方向に固定するものである。下地層2は、fcc構造を持つ強磁性体層3の（111）方向への配向性を高めるためのもので、fcc構造を持つ強磁性体層3の（111）方向への配向性を高めるものであれば特に限定されないが、Taの単層膜やTaを含む積層膜を用いることができる。

【0039】なお、実験的には、NiFe合金は結晶質の基板上に成膜すれば（111）配向しやすく、非晶質の基板上では配向しないことが確認されている。また、NiFe合金の格子定数とほぼ一致する格子定数をもつ、Taのような下地上に成膜すると、NiFe合金の（111）配向が強くなると考えられている。

【0040】また、この下地層2は、上記の熱処理の際に、基板1と強磁性体層3との反応を防止する機能も有している。

【0041】強磁性体層3と反強磁性体層4とを積層した後に行なう熱処理は、反強磁性体層4のMn原子の磁

気秩序を向上させる働きをするものである。すなわち、熱処理前の反強磁性体層4では、Mn原子とPt原子とが無秩序に配列しているため、Mn原子のもつ磁化の向きが無秩序になっており、強磁性体層3の原子と交換結合するMn原子は少ない。ところが、反強磁性体層4を強磁性体層3と接合した状態で熱処理を行うと、熱振動によって反強磁性体層4の結晶構造が規則化され、Mn原子の反強磁性秩序化が促進される。同時に、反強磁性体層4と強磁性体層3との界面では、ある程度ランダムに向いていたMn原子の磁気モーメントが熱振動によって回転し、NiFe合金の磁気モーメントと強磁性的に結合する。これら二つの効果により、強磁性体層3と反強磁性体層4との交換結合が増大するのである。

【0042】熱処理温度としては、交換結合磁界が向上する温度であればよいが、（111）配向した強磁性体層3とMnPt合金からなる反強磁性体層4の積層膜の場合、200℃程度から交換結合磁界が高まる。そして、処理温度の上昇と共に交換結合磁界が高まるが、その上限は、温度が高くなることで生じる、強磁性体層3の磁気特性劣化や、反強磁性体層4と強磁性体層3との界面での原子の拡散等の問題を考慮する必要がある。このような構成を有する交換結合膜においては、従来の200e以上の交換結合磁界を得ることができる。

【0043】そして、ブロッキング温度も、従来から報告されているFeMn合金とNiOを反強磁性体層4に用いた交換結合膜のブロッキング温度（それぞれ150℃、200℃）に比べ、より高いものとなり、高い熱的安定性を示すものとなる。

【0044】また、MnPt合金のPt組成としては、32～50原子%であることが好ましい。このような組成比とすることで、現在実用に供されているFeMnを用いた交換結合膜にて得られる交換結合磁界よりも大きな交換結合磁界を得ることができる。例えば、反強磁性体層4のMnPt合金のPt組成比を上記範囲内とすることで、200℃で500e以上、270℃で3300e以上の交換結合磁界を得ることができる。

【0045】尚、反強磁性体層4の層厚は、反強磁性性を発現する範囲であれば特に限定されないが、高い交換結合磁界を得るためにはできるだけ厚い方が好ましい。

【0046】そして、図7に示すように、本交換結合膜の構成を採用し、基板1上に、下地層2を介して磁化の方向が自由に回転するフリー層となる第2の強磁性体層（第2の強磁性体膜）11と金属非磁性層12とを順に形成し、この上に、上記交換結合膜の強磁性体層3をピン層として形成し、この上に反強磁性体層4を構成し、保護層13を形成し、その後所定の温度で熱処理することで、第2の強磁性体層11と強磁性体層3との磁化の向きのなす角度によって磁気抵抗効果を持つ磁気抵抗効果素子を得ることができる。上記のような磁気抵抗効果素子では、強磁性体層3は、第2の強磁性体層11と金

属非磁性層12とを通して、下地層2によってその(111)配向を高められている。

【0047】このようにして得た磁気抵抗効果素子では、製造工程における加熱や冷却などの熱履歴によるダメージがなく、また、この素子を磁気記録用再生システムに組み込んで使用する際に、素子に印加される外乱磁場や気温等の環境の変化に影響されることがないので、信頼性の高い磁気抵抗効果素子を得ることができる。

【0048】次に、本実施の形態に係る実施例を説明する。

【0049】〔実施例1〕本発明の第1の実施例を、図1および図3を用いて以下に説明する。本実施例に用いられる交換結合膜のサンプル#1・#2と比較サンプル#1・#2を、図1を用いて以下に示す。

【0050】サンプル#1は、ガラスからなる基板1の上に、Taからなる下地層2、NiFe合金からなる強磁性体層3、Ptの組成が48原子%のMnPt合金からなる反強磁性体層4を積層して作成した。

【0051】比較サンプル#1は、ガラスからなる基板1の上に、下地層2を用いずに、NiFe合金からなる強磁性体層3、Ptの組成が48原子%のMnPt合金からなる反強磁性体層4を積層して作成した。

【0052】サンプル#2は、Siからなる基板1の上に、Taからなる下地層2、NiFe合金からなる強磁性体層3、Ptの組成が48原子%のMnPt合金からなる反強磁性体層4を積層して作成した。

【0053】比較サンプル#2は、Siからなる基板1の上に、下地層2を用いずに、NiFe合金からなる強磁性体層3、Ptの組成が48原子%のMnPt合金からなる反強磁性体層4を積層して作成した。

【0054】サンプル#1・#2の各層2~4および比較サンプル#1・#2の各層3・4は、一つの成膜装置を用いて 4×10^{-7} Torr以下まで排気後、同一真空中で成膜したものである。また、上記各層2~4の膜厚は、各サンプル#1・#2および各比較サンプル#1・#2において等しくなっている。

【0055】また、上記各層2~4のスパッタ条件は以下の通りである。下地層2、および反強磁性体層4は、

DCマグネトロンスパッタ法にて、Ar圧が5mTorr、Power=641mW/cm²、の成膜条件で所定膜厚成膜した。強磁性体層3はRFコンベンショナルスパッタ法にて、Ar圧:5mTorr、Power:130mW/cm²、基板バイアス=+50Vの成膜条件で所定膜厚成膜した。

【0056】上記のようなサンプル#1・#2、比較サンプル#1・#2に、300Oeの磁界を印加しながら、真空中で270°Cの温度で熱処理を行い、磁化測定とX線回折(XRD)とを行った。サンプル#1・#2の磁化測定のデータを図2(a)・(c)に、また、XRDの結果を図3(a)・(c)に示す。また、比較サンプル#1・#2の磁化測定のデータを図2(b)・(d)に、また、XRDの結果を図3(b)・(d)に示す。なお、図示していないが、熱処理前には、サンプル#1・#2、比較サンプル#1・#2の交換結合磁界は見られなかった。

【0057】図2(a)~(c)に示すように、サンプル#1・#2および比較サンプル#1では、交換結合による磁化曲線のシフトがみられ、熱処理前にはなかった交換結合磁界(H_{ex})が現れていることを示しており、特にTaの下地層2のあるサンプル#1・#2で著しく大きいことがわかる。また、比較サンプル#2では磁化曲線は平坦になり、磁化が消失していることを示している。なお、この測定では、磁化曲線の0磁界からのシフト量を交換結合磁界としている。

【0058】また、図3(a)・(b)・(d)に見られるように、サンプル#1・#2および比較サンプル#2では、NiFe合金の(111)ピークが現れており、強磁性体層3は(111)配向していることがわかる。一方、比較サンプル#1では、図3(b)に示すように、MnPt合金の弱い(111)ピークが見られるのみで、NiFe合金の(111)ピークは見られず、強磁性体層3は(111)配向していないことがわかる。上記の結果を表1にまとめて示す。

【0059】

【表1】

サンプル	基板	下地層	交換結合磁界 (Oe)	NiFe合金(111) ピーク強度(IPS)
サンプル#1	ガラス	Ta	340	200
比較サンプル#1	ガラス	なし	82	0
サンプル#2	Si	Ta	200	120
比較サンプル#2	Si	なし	0	100

【0060】上記の結果より、サンプル#1・#2では、強磁性体層3が(111)配向しているので、交換結合磁界が高いと考えられる。また、比較サンプル#1の交換結合磁界が低いのは、下地層2がないために強磁

性体層3の(111)配向がないためと考えられる。

【0061】一方、比較サンプル#2は、強磁性体層3が(111)配向しているにもかかわらず、その磁化曲線が平坦になり強磁性体層3の磁化が消失している。こ

れは、熱処理によって基板1のSiと、強磁性体層3のNiFe合金とが反応したため、NiFe合金の磁化が消失してしまったものと考えられる。

【0062】従って、下地層2は、NiFe合金からなる強磁性体層3を(111)に配向させ、さらに、Siの基板1とNiFe合金の強磁性体層3の反応を防ぐ拡散防止膜の役割を果たしているといえる。

【0063】以上より、サンプル#1・#2のように、下地層にTaを用いて成膜すると、高い交換結合磁界を持つ交換結合膜を得ることができるといえる。

【0064】〔実施例2〕本発明の第2の実施例を、図1および図4を用いて以下に説明する。本実施例に用いられる交換結合膜は、図1に示すように、ガラスからなる基板1上に、下地層2としてTaを200Å、強磁性体層3としてNiFe合金を100Å、反強磁性体層4としてMnPt合金を200Å積層したものである。ここで、反強磁性体層4であるMnPt合金のPt組成比は、32～50原子%の範囲で種々に変化させている。なお、各層2～4の成膜条件は、実施例1と同様である。

【0065】これらの交換結合膜に、真空中において、3000eの磁界中で200℃、230℃、250℃、270℃の温度でそれぞれ12時間熱処理し、その交換結合磁界を測定した。その結果を図4に示す。熱処理温度が高くなるほど、交換結合磁界が最大値をとるPt組成比は小さくなり、その最大値は大きくなる傾向を示す。

【0066】図4に示すように、反強磁性体層4のPt組成比が45～48原子%の交換結合膜では、熱処理温度が200℃と比較的低温であっても、FeMn合金の反強磁性体層を持つ交換結合膜と比較して、遜色のない強い交換結合磁界が得られ、さらに、熱処理温度が230℃のものでは、約170～2000eという非常に強い交換結合磁界が得られている。

【0067】また、250℃以上の熱処理では、反強磁性体層4のPt組成比が32～50原子%の広い組成範囲で交換結合磁界が得られ、特に、45～48原子%の組成範囲では強い交換結合を得ることができる。

【0068】〔実施例3〕本発明の第3の実施例を、図1および図5を用いて以下に説明する。本実施例に用いられる交換結合膜は、図1に示すように、ガラスからなる基板1上に、下地層2としてTaを200Å、強磁性体層3としてNiFe合金を100Å、反強磁性体層4としてMnPt合金を1000Å積層した構造である。ここで、反強磁性体層4であるMnPt合金のPt組成比は、32～50原子%の範囲で種々に変化させている。なお、各層2～4の成膜条件は、実施例1と同様である。

【0069】これらの交換結合膜に、真空中において、3000eの磁界中で200℃、230℃、250℃、

270℃の温度でそれぞれ12時間熱処理し、その交換結合磁界を測定した。その結果を図5に示す。

【0070】これらの交換結合膜では、交換結合磁界のPt組成比依存性が非常に敏感になり、48原子%近傍で急峻なピークをもつ傾向が見られ、実施例2に示した交換結合膜よりも、交換結合磁界が大きくなるPt組成比領域は狭くなっている。しかし、交換結合磁界が最大となるPt48原子%での値は大きく、特に低温の熱処理においても高い交換結合磁界を示している。

10 【0071】以上のように、反強磁性体層4の層厚を厚くすることで、より高い交換結合磁界を得ることができる。

【0072】〔実施例4〕本発明の第4の実施例を、図1および図6を用いて以下に示す。本実施例では、本発明の交換結合膜におけるブロッキング温度の測定の一例を示す。本実施例に用いられる交換結合膜は、図1に示すように、ガラスからなる基板1上に、下地層2としてTaを200Å、強磁性体層3としてNiFe合金を100Å、反強磁性体層4としてPt組成比が48%のMnPt合金を1000Å積層した構造である。なお、各層2～4の成膜条件は実施例1と同様である。

【0073】この交換結合膜に、真空中にて、3000eの外部磁場中で270℃の温度で熱処理し、350°までの温度範囲の加熱雰囲気中において、交換結合磁界の雰囲気温度依存性を測定した。その結果を図6に示す。

【0074】交換結合磁界は、130℃まで増加し200℃から減少を始める。さらに温度を上げると交換結合磁界は単調に減少し350℃で消失する。すなわち、この交換結合膜のブロッキング温度は350℃である。

【0075】従来から報告されているFeMn合金とNiOを反強磁性体層に用いた交換結合膜のブロッキング温度が、それぞれ150℃、200℃であることを考えると、本発明の交換結合膜は非常に高い熱的安定性を示すことがわかる。

【0076】なお、この交換結合膜の反強磁性体層4のPtの組成比を32～50原子%の範囲で、また、熱処理の温度を200℃～270℃の範囲で種々に変化させて上記のように交換結合磁界の雰囲気温度依存性を測定したところ、それぞれ高いブロッキング温度を持つことが確認された。また、反強磁性体層4の層厚を200Åにして上記のように測定を行ったところ、この場合も高いブロッキング温度を持つことが確認された。

【0077】〔実施例5〕本発明の第5の実施例を図7を用いて以下に示す。実施例2において、充分な交換結合磁界が得られた47原子%のMnPt合金からなる反強磁性体層4を持つ交換結合膜を用いて、磁気抵抗効果素子を製造した。

【0078】この磁気抵抗効果素子は、図7に示すように、ガラス基板1上に、50ÅのTaからなる下地層

2、100ÅのNiFe合金からなる第2の強磁性体層11、20ÅのCuからなる金属非磁性層12、100ÅのNiFe合金からなる強磁性体層3、さらに、Ptの組成比が47%の200ÅのMnPt合金からなる反強磁性体層4、200ÅのTaからなる保護層13の順に磁界中で成膜を行った構造である。成膜後、3000eの磁場を印加しながら、真空中にて、250℃で12時間の熱処理を行った。

【0079】このようにして得られた磁気抵抗効果素子に外部磁場を印加して、磁気抵抗効果を測定したところ、抵抗変化率4.5%、磁場感度0.7%/Oeの良好な値を得た。

【0080】以上のように、本発明の交換結合膜を用いれば、抵抗変化率、磁場感度ともに優れた磁気抵抗効果素子を製造することが可能である。

【0081】

【発明の効果】以上のように、本発明の請求項1に記載の交換結合膜は、上記反強磁性体膜がMnPt合金からなり、上記強磁性体膜がfcc構造で(111)配向しており、かつ、これら反強磁性体膜と強磁性体膜との積層膜には、交換結合磁界を高めるための熱処理が施されている構成である。

【0082】これにより、交換結合にかかる反強磁性体膜のMn原子と強磁性体膜の原子が多くなり、200e以上の交換結合磁界を得ることができるという効果を奏する。

【0083】また、請求項2に記載の交換結合膜は、請求項1に記載の構成に加えて、上記反強磁性体膜をなすMnPt合金のPt組成が32～50原子%である構成である。

【0084】これにより、現在実用に供されているFeMn合金を用いた交換結合膜にて得られる交換結合磁界よりも大きな交換結合磁界を得ることができるという効果を奏する。

【0085】また、請求項3に記載の交換結合膜の製造方法は、fcc構造をとる強磁性体膜を(111)配向させて成膜すると共に、さらにこの上にMnPt合金からなる反強磁性体膜を成膜し、その後、これら強磁性体膜と反強磁性体膜との積層膜に対して、交換結合磁界を高めるための熱処理を施す構成である。

【0086】これにより、交換結合にかかる反強磁性体膜のMn原子と強磁性体膜の原子が多くなり、200e以上の交換結合磁界をもつ交換結合膜を得ることができるという効果を奏する。

【0087】また、請求項4に記載の交換結合膜の製造方法は、請求項3に記載の構成に加えて、fcc構造をとる強磁性体膜を(111)配向させて成膜する前に、該強磁性体膜の(111)方向への配向性を高める下地膜を形成しておき、該下地膜の上に上記強磁性体膜を形

成する構成である。

【0088】これにより、fcc構造を持つ強磁性体膜の配向を(111)配向にそろえ、かつ、熱処理の際に、強磁性体膜が形成される基板と該強磁性体膜との間で起こる不要な反応を防止できるという効果を奏する。

【0089】また、請求項5に記載の磁気抵抗効果素子は、請求項1又は2に記載の交換結合膜或いは請求項3又は4に記載の交換結合膜の製造方法によって製造された交換結合膜を備え、上記交換結合膜における強磁性体膜に隣接して金属非磁性層が形成されると共に、上記金属非磁性層に隣接して磁化の方向が自由に回転する第2の強磁性体膜が形成されており、上記交換結合膜における強磁性体膜と上記第2の強磁性体膜との磁化の向きはなす角度によって磁気抵抗効果を持つ構成である。

【0090】これにより、製造工程における加熱や冷却などの熱履歴によるダメージを受けることのない磁気抵抗効果素子を得ることができるという効果を奏する。また、この素子を磁気記録用再生システムに組み込んで使用する際に、素子に印加される外乱磁場や気温等の環境の変化に影響されることがない。従って、信頼性の高い磁気抵抗効果素子を得ることができるという効果を奏する。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明に係る実施の一形態の交換結合膜の膜構造を示す構成図である。

【図2】(a)(c)はサンプル#1・#2の交換結合膜の磁化曲線を表す図であり、(b)(d)は比較サンプル#1・#2の交換結合膜の磁化曲線を表す図である。

【図3】(a)(c)はサンプル#1・#2の交換結合膜のX線回折の結果を表す図であり、(b)(d)は、比較サンプル#1・#2の交換結合膜のX線回折の結果を表す図である。

【図4】膜厚200Åの反強磁性体層を用いた交換結合膜の交換結合磁界のPt組成比依存性を表すグラフである。

【図5】膜厚1000Åの反強磁性体層を用いた交換結合膜の交換結合磁界のPt組成比依存性を表すグラフである。

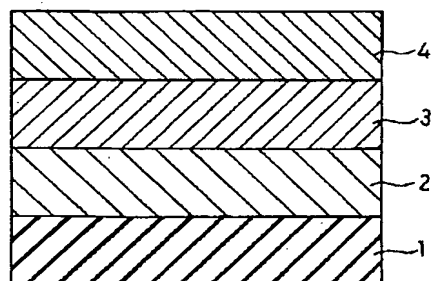
【図6】上記交換結合膜の交換結合磁界の、雰囲気温度依存性を表すグラフである。

【図7】上記交換結合膜を用いた磁気抵抗効果素子の構成図である。

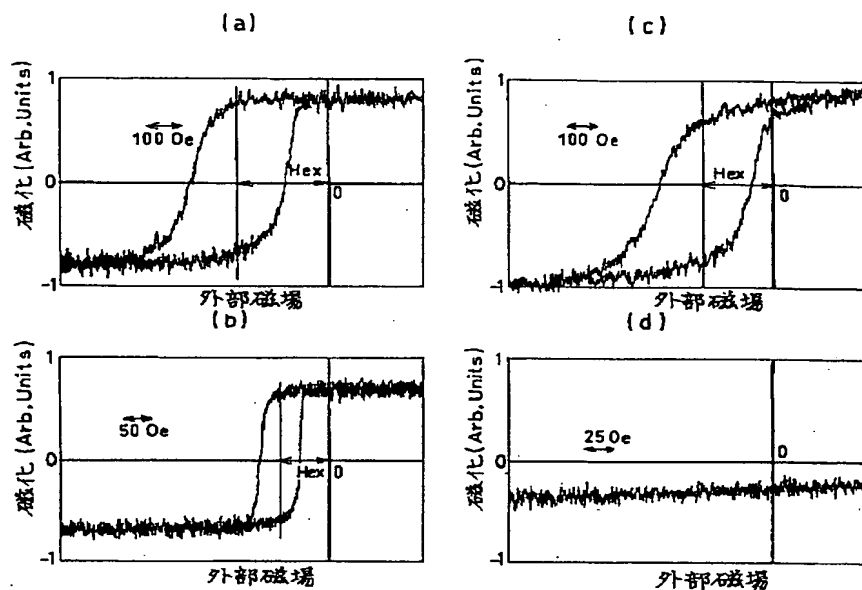
【符号の説明】

- 1 基板
- 2 下地層(下地膜)
- 3 強磁性体層(強磁性体膜)
- 4 反強磁性体層(反強磁性体膜)
- 11 第2の強磁性体層(第2の強磁性体膜)
- 12 金属非磁性層

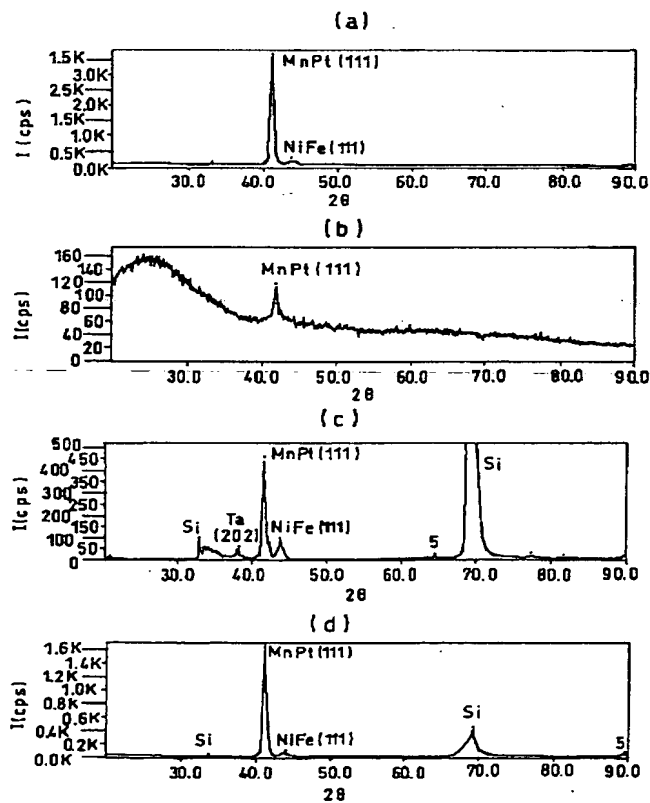
【図1】



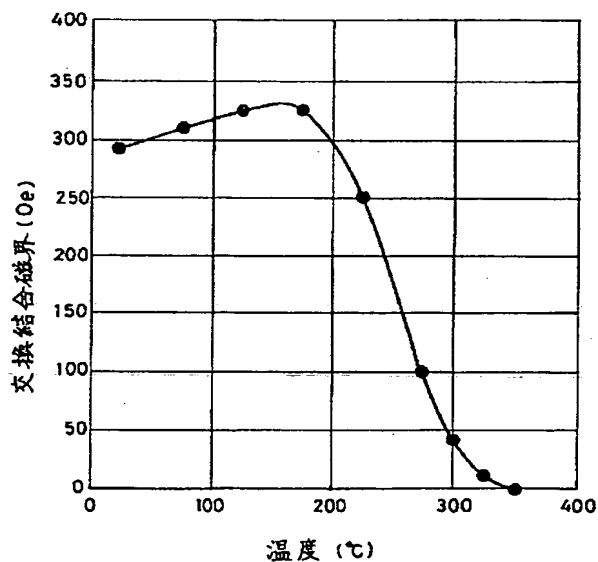
【図2】



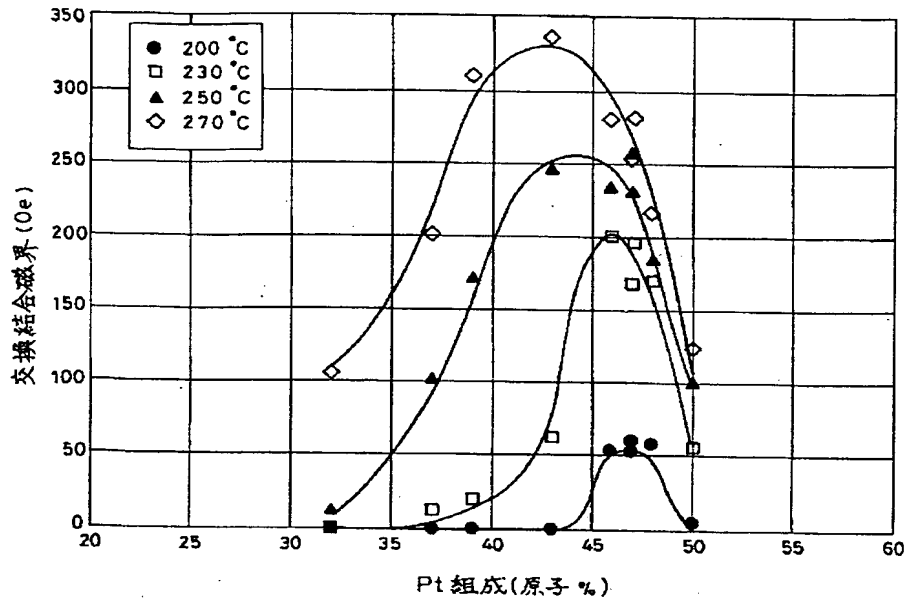
【図3】



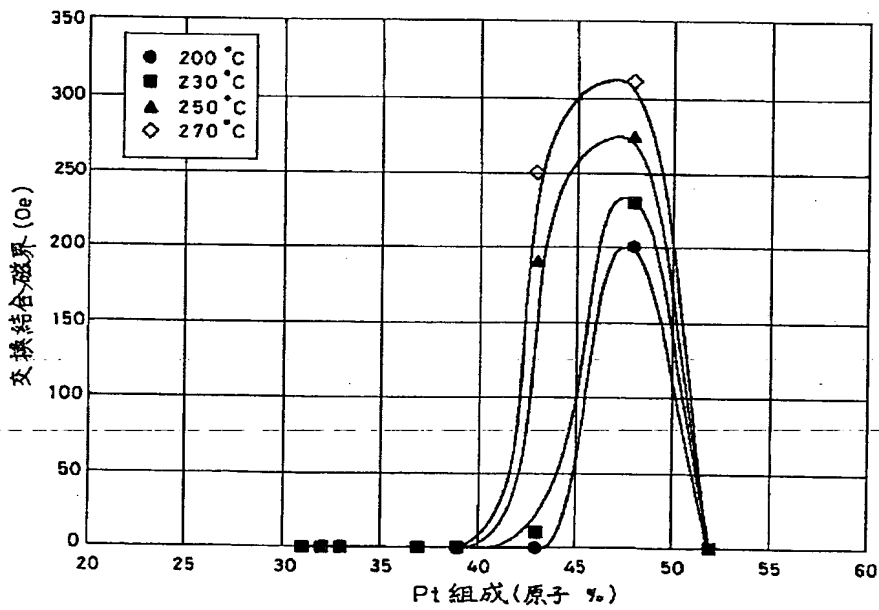
【図6】



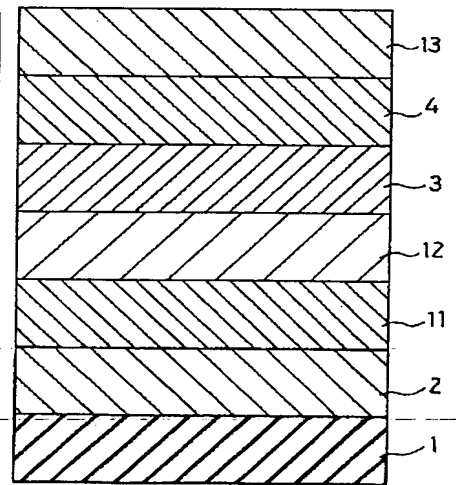
【図4】



【図5】



【図7】



フロントページの続き

(72)発明者 中林 敬哉

大阪府大阪市阿倍野区長池町22番22号 シ
ャープ株式会社内

(72)発明者 吉良 徹

大阪府大阪市阿倍野区長池町22番22号 シ
ャープ株式会社内